

## **COLD ROLLED SHEET OF FERRITE SINGLE PHASE FOR DEEP DRAWING HAVING NONAGING CHARACTERISTIC AT ORDINARY TEMPERATURE AND ITS PRODUCTION**

**Publication number:** JP6093376 (A)

**Also published as:**

**Publication date:** 1994-04-05

 JP3175063 (B2)

**Inventor(s):** SHIODA KOSAKU; YOSHINAGA NAOKI; MATSUMURA GIICHI;  
AKISUE OSAMU; NISHIMURA KUNIO

**Applicant(s):** NIPPON STEEL CORP

**Classification:**

**- international:** **C21D8/04; C21D9/48; C22C38/00; C22C38/06; C21D8/04;  
C21D9/48; C22C38/00; C22C38/06; (IPC1-7): C22C38/00;  
C21D8/04; C21D9/48; C22C38/06**

**- European:**

**Application number:** JP19920245306 19920914

**Priority number(s):** JP19920245306 19920914

### **Abstract of JP 6093376 (A)**

**PURPOSE:**To provide superior secondary working brittleness resistance and hardenability in coating/backing by controlling respective contents of C, P, and B to values in specific ranges in a steel free from Ti and Nb. **CONSTITUTION:**The steel has a composition consisting of, by weight, 0.0001-0.0015% C,  $\leq 1.2\%$  Si, 0.03-3.0% Mn, 0.01-0.15% P, 0.0010-0.020% S, 0.005-0.1% Al, 0.001-0.0080% N, 0.0001-0.0030% B, and the balance Fe with inevitable impurities. A slab of the steel with this chemical composition is finish-hot-rolled at  $\geq (Ar_3-100 \text{ deg.C})$  and coiled at 600-700 deg.C. Subsequently, the resulting plate is cold-rolled at  $\geq 60\%$  rolling rate and continuously annealed at 600-900 deg.C, by which a cold rolled sheet of ferrite single phase for deep drawing having nonaging characteristic at ordinary temp. can be obtained.

---

Data supplied from the **esp@cenet** database — Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平6-93376

(43) 公開日 平成6年(1994)4月5日

(51) Int.Cl. <sup>5</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 T			
	S			
C 2 1 D 8/04	A	7412-4K		
9/48	M			
C 2 2 C 38/06				

審査請求 未請求 請求項の数2(全7頁)

(21) 出願番号 特願平4-245306

(22) 出願日 平成4年(1992)9月14日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 潮田 浩作

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72) 発明者 吉永 直樹

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72) 発明者 松村 義一

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(74) 代理人 弁理士 大関 和夫

最終頁に続く

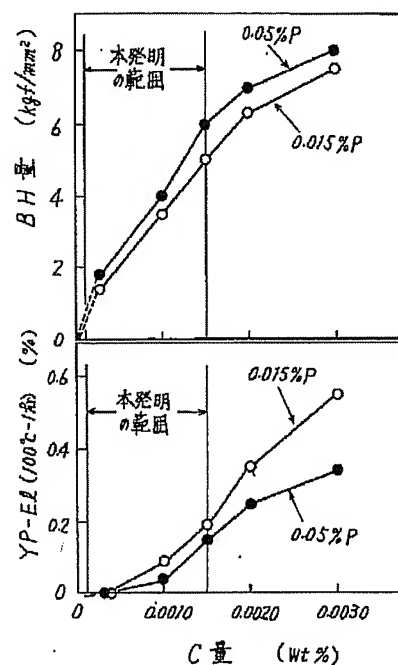
(54) 【発明の名称】 常温非時効深絞り用フェライト单相冷延鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【目的】 本発明は、耐二次加工性に優れ、塗装焼き付け硬化特性を有する常温非時効深絞り用冷延鋼板およびその製造方法を提供する。

【構成】 TiやNbなど高価な炭窒化物形成元素を添加しない単純な極低炭素鋼をベースに上記目的を達成するには、C量を1~15ppm、P量を0.01%以上、B量を1~30ppmのように制御することを特徴とする。

【効果】 従来のTiやNbを添加した極低炭素冷延鋼板と比較し、(1)性能バランスが優れている、(2)製造コストが廉価、(3)表面処理鋼板への適用も可能、(4)地球資源の確保に寄与する、などの効果をもつ。



1

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、C: 0.0001~0.0015%, Si: 1.2%以下、Mn: 0.03~3.0%, P: 0.01~0.15%, S: 0.0010~0.020%, Al: 0.005~0.1%, N: 0.0001~0.0080%, B: 0.0001~0.0030%を含み、残部Feおよび不可避免の不純物からなる耐二次加工脆化特性に優れ、塗装焼き付け硬化特性を有する常温非時効深絞り用フェライト单相冷延鋼板。

【請求項2】 請求項1記載の化学成分よりなるスラブを(Ar<sub>3</sub>-100)℃以上の温度で熱間圧延の仕上げを行い、600℃から750℃の温度で巻取り、60%以上の圧延率で冷間圧延を行い、600~900℃で連続焼鈍を行うことを特徴とする常温非時効深絞り用フェライト单相冷延鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、常温非時効深絞り用フェライト单相冷延鋼板およびその製造方法に関する。本発明に係わる冷延鋼板とは、自動車、家庭電気製品、建物などのプレス成形をして使用されるものである。そして、表面処理をしない狭義の冷延鋼板と、防錆のために、例えばZnメッキや合金化Znメッキなどの表面処理を施した冷延鋼板の両方を含む。本発明による鋼板は、強度と加工性を兼ね備えた鋼板であるので、使用に当っては今までの鋼板より板厚を減少できること、すなわち軽量化が可能となる。したがって、地球環境保全に寄与できるものと期待される。

## 【0002】

【従来の技術】 溶鋼の真空脱ガス処理の最近の進歩により、極低炭素鋼の溶製が容易になった現在、良好な加工性を有する極低炭素鋼板の需要は益々増加しつつある。このような極低炭素鋼板は、一般的にTiおよびNbのうち少なくとも1種を含有することはよく知られている。すなわち、TiおよびNbは、鋼中の侵入型固溶元素(C、N)と強い引力の相互作用を持ち、炭化物を容易に形成する。したがって、侵入型固溶元素の存在しない鋼(IF鋼: Interstitial Free Steel)が得られる。IF鋼は、歪時効や加工性を劣化させる原因となる侵入型固溶元素を含まないので、非時効で極めて良好な加工性を有する特徴がある。さらに、TiやNbの添加は粗大化しやすい極低炭素鋼の熱間圧延板の結晶粒径を細粒化し、冷延焼鈍板の深絞り性を改善する重要な役割も持つ。しかし、TiやNbを添加した極低炭素鋼は次のような問題を有する。第一に製造コストが高つく点である。すなわち、極低炭素化のための真空処理コストに加え、高価なTiやNbの添加を必要とする点である。第二に製品板に固溶CやNが残存しないので、二次加工脆化が発生したり塗装焼き付け硬化が消失したりする。第三にTiやNbは強い酸

2

化物形成元素であり、これらの酸化物が表面品質を劣化させたりする。

【0003】 IF鋼のこのような問題を解決する目的で、従来から多くの研究開発が行われてきた。例えば、特開昭60-197846号公報および特開昭63-72830号公報では、TiやNbを添加しない極低炭素鋼板およびその製造方法が開示されており、基本的にはC量が0.0010~0.0080%の鋼を連続焼鈍するに際し、高温焼鈍を用いていったん一部のαをγに変態させ、冷却速度を制御してγからの低温変態生成物を生成し、これとαとの混合組織にすることにより、上記課題を解決している。しかし、極低炭素鋼の(α+γ)二相域は極めて狭く、精度よく温度制御することは困難であり、また高温焼鈍に付随する種々の問題、例えば高温通板性が不良、板形状が悪い、エネルギー消費量が多いなどの問題が発生する。したがって、本発明の鋼板はα单相の組織から成るものとする。また、特開昭59-80727号公報、特開昭60-103129号公報、特開平1-184251号公報などにおいては、TiやNbなどの高価な元素を添加せず、C量が0.0015%以下の領域を含む冷延鋼板およびその製造方法が開示されている。しかし、これらの場合には、本発明の1つの特徴であるBが添加されていない。全C量が0.0015%以下となると、たとえTiやNbが添加されていなくとも、結晶粒界に存在するCが極度に減少し、二次加工脆化が発生する。さらに、特開昭58-141335号公報においては、C量が0.0015%以下の領域を含み、かつBを0.0005~0.0020%添加している。しかし、C量が0.0015%以下の領域となると、一般的に熱間圧延板の結晶粒径が粗大となり、冷延焼鈍板のr値が確保できない。したがって、添加元素あるいは熱間圧延方法に何らかの対策が必要となる。

## 【0004】

【発明が解決しようとする課題】 以上のことから明らかに、本発明者らはもちろんのこと当業界においても、TiやNbなどの高価な添加元素を使用しない極低炭素鋼を用いて、耐二次加工脆化特性を有し、塗装焼き付け硬化性能も付与した常温非時効絞り用冷延鋼板およびその製造方法を確立することが、長年求められてきた。

## 【0005】

【課題を解決するための手段】 TiやNbなどの高価な炭化物形成元素を使用せずして常温非時効特性を達成する一つ的手段として、全C量を一定量以下に制御した極低炭素Alキルドを用いる方法を見出した。すなわち、本発明鋼を用いれば、製品板においてNはAlを添加することによりAlNとして固定され得るので、歪時効の原因となるのはCである。本発明者らが鋭意研究開発を行った結果、全C量が15ppm以下となると、たとえ調質圧延率が0.5%と通常より低圧延率でも、安

定的に常温で非時効となることが判明した。また、既に述べたように本発明においては、 $\alpha$ 単相の組織からなる鋼板を前提としている。

【0006】次に耐二次加工脆化特性について述べる。二次加工脆化の問題は、全C量が上述のように15ppm以下となると発生しやすくなることが判明した。これは、粒界を強化するCの量が著しく減少したためと考えられる。さらに、後述するように深絞り性を改善したり、強度を上昇させるためにPを添加すると、この問題はさらに厳しくなる。この問題を解決する手段として、  
10 本発明のようにTiやNbなどの元素を添加しない極低炭素鋼においてもB添加が有効であることが、初めて判明した。

【0007】第三にTiやNbなどの元素を添加しない極低炭素鋼板の深絞り性を改善する方策について述べる。一般に、TiやNbを添加しない鋼において、全C量を低減すると熱間圧延板の結晶粒径は大きくなり、特に全C量が15ppm以下の領域となると著しく大きくなり、時には板厚方向に延びた極めて粗大な柱状晶となる。しかし、深絞り性に好ましい板面{111}方位粒  
20 は、初期結晶粒界から優先的に核生成するので、極低炭素化してもr値はむしろ低下する。そこで、TiやNbなど高価な元素を添加せずとも熱間圧延板の結晶粒径を細粒化する方策について検討を加えた結果、1) P添加が効果的であり、0.01%以上の添加が好ましい、2) Bと共存するとこの効果がさらに顕著となる、3) さらに好ましくは、熱間圧延終了後1.0秒以内に50℃/sec以上の冷却速度で冷却すると、さらに細粒化することが判明した。上記1)については理由がかならずしも明確でないが、Pを添加するとa)  $\gamma$ 粒が細粒化  
30 する、b) 変態した $\alpha$ の粒成長が抑制される、ことなどが原因となったものと推察する。一方、Bの添加は変態の速度を抑制するので変態後の $\alpha$ 粒径が小さくなるものと考えられる。また、熱間圧延仕上げ後の急冷は、粒成長の抑制や $\gamma/\alpha$ 比の増加などにより細粒化に有効であったものと思われる。

【0008】本発明は、このような思想と新知見に基づいて構築されたものであり、その要旨とするところは、以下のとおりである。

(1) 重量%で、C:0.0001~0.0015%、  
Si:1.2%以下、Mn:0.03~3.0%、P:  
0.01~0.15%、S:0.0010~0.020%、Al:0.005~0.1%、N:0.0001~0.0080%、B:0.0001~0.0030%を含み、残部Feおよび不可避の不純物からなる耐二次加工脆化特性に優れ、塗装焼き付け硬化特性を有する常温非時効深絞り用フェライト単相冷延鋼板。

(2) 前項1記載の化学成分よりなるスラブを(Ar:  
-100)℃以上の温度で熱間圧延の仕上げを行い、600℃から750℃の温度で巻取り、60%以上の圧延  
50

率で冷間圧延を行い、600~900℃で連続焼鈍を行うことを特徴とする常温非時効深絞り用フェライト単相冷延鋼板の製造方法。

【0009】

【作用】ここに本発明において鋼組成および製造条件を上述のように限定する理由についてさらに説明する。

1) C:Cは製品の材質特性を決定する極めて重要な元素である。C量が0.0015%超となると、もはや常温非時効でなくなるので、上限を0.0015%とする。一方、C量が0.0001%未満となると、二次加工脆化が発生する。また、製鋼技術上極めて到達困難な領域であり、コストも著しく上昇する。したがって、下限は0.0001%とする。

【0010】2) Si:Siは安価に強度を上昇させる元素であるが、1.2%超となると化成処理性の低下やメッキ性の低下などの問題が生じるので、その上限を1.2%とする。

3) Mn:MnはSiと同様に強度を上昇させるのに有効な元素である。また、Tiなどを添加しない本発明鋼ではMnがSを固定するので、Mnは熱間圧延時の割れを防止する役割をもつ。低Mn化は従来からr値の向上に好ましいと言われているが、Mn量が0.03%未満では熱間圧延時に割れが生じる。したがって、Mn量の下限を0.03%とする。一方、MnはPと共存すると極低炭素鋼の熱間圧延板の結晶粒径を細粒化するという新知見を得た。これは、両元素が熱力学的にはAr<sub>3</sub>温度に対して相殺する方向に働き、かつ両元素とも $\gamma$ から $\alpha$ への変態を速度論的には遅らせるためと思われる。したがって、Mn量を著しく増加させると一般的にはr値が激しく劣化するが、本発明のようにP量が0.01%以上の極低炭素鋼では3.0%まで添加してもそれほど劣化しないという有益な知見も得た。以上の理由から、Mn量の上限は3.0%とする。

【0011】4) P:PもSi、Mnと同様に強度を上昇させる元素として知られており、その添加量は狙いとする強度レベルに応じて変化する。さらに、TiやNbを添加しない極低炭素鋼の熱間圧延板の結晶粒径は一般的に粗粒化するが、0.01%以上のPの添加により、顕著に細粒化するという新知見を得た。したがって、P量の下限値を0.01%とする。しかし、添加量が0.15%超となると、冷間圧延性の劣化、二次加工脆化などが発生するので、P量の上限値を0.15%とする。また、上記3)に記述したように、Pの細粒化効果はMnと共存するとさらに顕著となる。

【0012】5) S:S量は低いほうが好ましいが、0.0010%未満になると製造コストが上昇するので、これを下限値とする。一方、0.020%超になるとMnSが数多く析出して加工性が劣化するので、これを上限値とする。

6) Al:Alは脱酸調整に使用するが、0.005%

未満では安定して脱酸することが困難となる。一方、0.1%超になるとコスト上昇を招く。したがって、これらの値を下限値および上限値とする。

【0013】7) N:Nは低い方が好ましい。しかし、0.0001%未満にするには著しいコスト上昇を招くので、これを下限値にする。一方、0.0080%超になると、もはやAlでNを固定することが困難となり、歪時効の原因となる固溶Nが残存したり、AlNの分率が増加したりして加工性が劣化する。したがって、0.0080%をN量の上限値とする。

【0014】8) B:Bは結晶粒界に偏析し、二次加工脆化の防止に有効である。その効果は、0.0001~0.0030%の添加で十分である。0.0001%未満では効果は不十分であり、0.0030%超になると添加コストの上昇やスラブ割れの原因となる。次に、製造条件の限定理由を述べる。

【0015】9) 熱間圧延の仕上温度:製品板の加工性(r値)を確保するために、(Ar<sub>3</sub>-100)℃以上の温度で仕上げる。また、仕上げ後、1秒以内に50℃/sec以上の冷却速度で急冷すると熱間圧延板の結晶粒径が細粒化するので、このような条件が好ましい。

10) 巻取温度:750℃超となると、酸洗性が劣化したりコイルの長手方向で材質が不均一となるので、これを上限値とする。一方、600℃未満となると熱間圧延板でのAlNの析出が不十分となるので、製品板の加工性が劣化する。したがって、これを下限値とする。

【0016】11) 冷間圧延:通常の条件でよく、製品板のr値を確保する目的から、圧下率は60%以上とする。

12) 焼鈍:焼鈍温度が600~900℃の連続焼鈍とする。焼鈍温度が600℃未満では再結晶は不十分であり、製品板の加工性が問題となる。焼鈍温度の上昇とともに加工性は向上するが、900℃超では高温すぎて板破断や板の平坦度が悪化する。

【0017】かくして、本発明は新思想と新知見に基づいて構築されたものであり、本発明によれば、TiやNbなどの高価な元素を添加せずとも、常温非時効で塗装焼き付け硬化性を有し、耐二次加工脆化特性にすぐれた深絞り用冷延鋼板が得られる。

【0018】

【実施例】

実施例1

表1に示す組成を有する鋼を実験室的に真空溶製した。すなわち、鋼A(A-1~A-5)と鋼B(B-1~B-5)のグループは、C量が0.0003%から0.0030%まで5水準変化している。ここで、P量が、鋼Aは0.015%であり、鋼Bは0.050%である。一方、鋼C(C-1~C-6)と鋼D(D-1~D-6)のグループは、P量が0.0002%から0.04%まで6水準変化している。ここで、鋼CはC量が0.

0.005%であり、鋼DはC量が0.0012%である。このような化学組成を持つインゴットを、スラブ加熱温度1150℃、仕上温度910℃、巻取温度710℃で熱間圧延し、4.0mm厚の鋼板とした。酸洗後80%の圧下率の冷間圧延を施し、0.8mmの冷延板とし、次いで加熱速度15℃/sec、均熱780℃×50sec、冷却速度20℃/secの連続焼鈍をした。さらに、0.8%の圧下率の調質圧延をし、引張試験に供した。引張試験方法は、JIS2241記載の方法に従った。塗装焼き付け硬化性(BH性)は、2%引張予歪ののち170℃-20minの焼き付け相当処理を行い、再度引張試験をした時の降伏点の上昇量である。

【0019】図1から明らかなように、TiやNbなどを添加せずとも全C量が0.0015%以下になると、100℃-1hr後の降伏点伸び(YP-E1)が0.2%以下となり常温非時効の目標を達成する。また、全C量が0.0001%以上になると、TiやNbを添加した極低炭素鋼ではなかなか困難なBH性を付与することが可能となる。一方、図2から明らかなように、P添加量を0.01%以上とすると、TiやNbを添加しない極低炭素鋼の欠点である低いr値、特にr<sub>45</sub>が著しく改善され、深絞り用鋼板として十分なレベルとなる。

【0020】実施例2

実施例1の知見をベースに、表2に示す化学組成を有する鋼を実機規模で溶製、鋳造し、続いて熱間圧延(加熱温度:1200℃、仕上温度:930℃、巻取温度:710℃)、冷間圧延(圧下率:80%)、連続焼鈍(780℃-40secの保定と400℃-2minの過時効処理から成る)、調質圧延(0.8%)に供した。引張試験は、実施例1と同様の方法に従った。また、二次加工性は、焼鈍板を円盤に打ち抜き、絞り比1.6でカップに絞り、種々の温度に変化させた材料を円錐台状の工具の上に伏せて、高さ1mから300kgの重りを落として衝撃を加え、破壊した場合の延性-脆性遷移温度によって評価し、-20℃以下の値を良好とした。表3から明らかなように、本発明に従えば、TiやNbなど高価な元素が添加されていない鋼を用いて、強度レベルが30kgf/mm<sup>2</sup>から45kgf/mm<sup>2</sup>級までの常温非時効深絞り用冷延鋼板が得られ、BH性能も同時に兼ね備えることが可能である。また、微量Bの添加により耐二次加工脆化特性が著しく改善されることがわかる。ここで、鋼3-1、3-2は、PとMnの同時添加により高強度化したものであるが、高Mnであるにもかかわらず良好なr、r<sub>45</sub>となる。これはPとMnの同時添加は、熱間圧延板の細粒化にも有効であるためと考えられる。

【0021】実施例3

表2の鋼1-1、2-1を用いて、熱間圧延終了後の冷却条件について実機設備を用いて検討を加えた。表4に熱間圧延条件と、製品板のrおよびr<sub>45</sub>との関係を示

す。ここで、熱間圧延条件として、仕上げ後の冷却条件、特に急冷開始までの時間および冷却速度を検討した。また、冷間圧延は圧下率が80%であり、板厚は0.8mmである。780℃-40secの連続焼鈍、および0.8%の圧下率の調質圧延に供した。表4から明らかなように、通常の条件でも深絞り用鋼板としての\*

\* r および  $r_{45}$  を満たすが、好ましくは熱間圧延終了後できるだけ速やかに急冷すると、r 特に  $r_{45}$  が著しく改善される。これは、熱間圧延板の結晶粒径が熱間圧延直後急冷により細粒化するためと考えられる。

【0022】

【表1】

鋼No.	化 学 組 成 (wt%)							
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	B
A1 ~ A5	0.0003 ~ 0.0030	0.01	0.15	0.015	0.008	0.045	0.0012	0.0002
B1 ~ B5	0.0003 ~ 0.0030	0.01	0.15	0.050	0.008	0.045	0.0012	0.0002
C1 ~ C6	0.0005	0.01	0.15	0.0002 ~ 0.04	0.008	0.045	0.0012	0.0002
D1 ~ D6	0.0012	0.01	0.15	0.0002 ~ 0.04	0.008	0.045	0.0012	0.0002

【0023】

※ ※ 【表2】

鋼No.	化 学 組 成 (wt%)							
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	B
1-1	0.0004	0.03	0.15	0.03	0.008	0.060	0.0025	0.0003
1-2	0.0004	0.03	0.15	0.03	0.008	0.060	0.0025	—
2-1	0.0012	0.02	0.12	0.08	0.007	0.040	0.0018	0.0007
2-2	0.0012	0.02	0.12	0.08	0.007	0.040	0.0018	—
3-1	0.0009	0.10	0.7	0.06	0.010	0.054	0.0011	0.0005
3-2	0.0009	0.10	1.8	0.06	0.010	0.054	0.0011	0.0004

【0024】

【表3】

鋼No.	YP (kgf/mm <sup>2</sup> )	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	T-E1 (%)	r	r <sub>45</sub>	YP-E1 (%)	BH (kgf/mm <sup>2</sup> )	遷移温度 (°C)	備考
1-1	17	32	49	1.7	1.4	0	2.3	-90	本発明鋼
1-2	16	31	50	1.8	1.4	0	1.6	-18	比較鋼
2-1	21	38	44	1.9	1.5	0.1	5.3	-70	本発明鋼
2-2	20	37	46	1.9	1.6	0.1	3.8	-10	比較鋼
3-1	21	40	40	1.7	1.4	0	4.1	-70	本発明鋼
3-2	24	43	38	1.5	1.4	0.1	4.8	-60	本発明鋼

【0025】

\* \* 【表4】

鋼No.	熱間圧延条件					製品板特性値		備 考
	SRT (°C)	FT (°C)	t (s)	CR (°C/s)	CT (°C)	r	r <sub>45</sub>	
1-1 (900°C)	1150	910	0.1	100	730	2.1	1.8	好ましい条件
	1150	910	0.5	20	730	1.7	1.4	
	1150	910	0.5	100	730	1.9	1.6	
2-1 (920°C)	1150	930	0.1	100	730	2.3	2.0	好ましい条件
	1150	930	0.5	20	730	1.9	1.5	
	1150	930	0.5	100	730	2.1	1.9	

SRT:スラブ加熱温度; FT:仕上温度; t:仕上げ後冷却開始時間

CR:冷却速度; CT:巻取温度

( ) 内数値はAr<sub>3</sub>を示す。

【0026】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明によればTiやNbなどの高価な元素を添加せずとも、常温非時効で深絞り性に優れた冷延鋼板が得られ、耐二次加工脆化特性と塗装焼き付け硬化性も付与できる。また、本発明は、電気メッキおよび溶融メッキなどを施す表面処理鋼板、およびその製造にも適用が可能である。このように、本発明は従来技術と比較して安価にかつ安定的に優

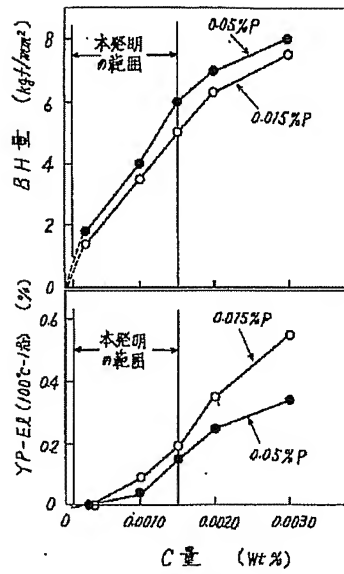
れた性能を有する鋼板の製造を可能とするばかりでなく、高価な元素の地球資源を確保したり、あるいは本発明による高強度鋼板の利用により地球環境保全にも寄与するものと考えられ、その効果は著しい。

【図面の簡単な説明】

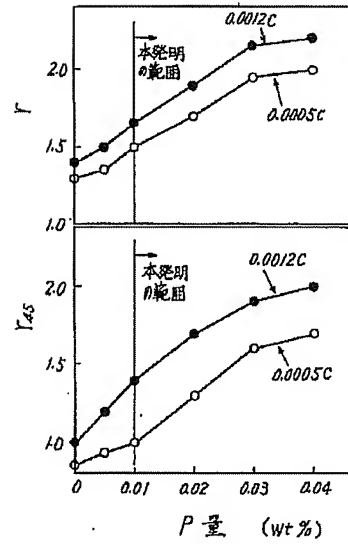
【図1】BH量およびYP-E1(100°C-1hr時効後)とC量との関係を示す図である。

【図2】rおよびr<sub>45</sub>とP量との関係を示す図である。

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(72)発明者 秋末 治

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内

(72)発明者 西村 邦夫

福岡県北九州市戸畑区飛幡町1番1号 新  
日本製鐵株式会社八幡製鐵所内